

(19)



Europäisches Patentamt

European Patent Office

Office européen des brevets



(11)

EP 0 750 049 A1

(12)

EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG

(43) Veröffentlichungstag:
27.12.1996 Patentblatt 1996/52

(51) Int. Cl.⁶: C21D 8/02, C22C 38/06

(21) Anmeldenummer: 96107884.7

(22) Anmeldetag: 17.05.1996

M 838 - US

(84) Benannte Vertragsstaaten:
AT BE CH DE DK ES FI FR GB GR IE IT LI LU MC
NL PT SE

(30) Priorität: 16.06.1995 DE 19521836
16.02.1996 DE 19605696

(71) Anmelder: Thyssen Stahl Aktiengesellschaft
47166 Duisburg (DE)

(72) Erfinder:
• Ehrhardt, Bertram
47226 Duisburg (DE)
• Heidelauf, Thomas
46537 Dinslaken (DE)
• Schaumann, Thomas Wilhelm
47199 Duisburg (DE)

(74) Vertreter: Cohausz & Florack
Patentanwälte
Kanzlerstrasse 8a
40472 Düsseldorf (DE)

(54) Ferritischer Stahl und Verfahren zu seiner Herstellung und Verwendung

(57) Die Erfindung betrifft einen Dualphasenstahl mit überwiegend polygonal-ferritischem Gefüge, in dem eine kohlenstoffangereicherte perlitfreie harte zweite Phase eingelagert ist, die aus Martensit und/oder Bainit und/oder Restaustenit besteht, mit hoher Festigkeit und

guter Umformbarkeit sowie verbesserter Oberflächenqualität nach einer Warmverformung, ein Verfahren zu seiner Herstellung und Verwendung.

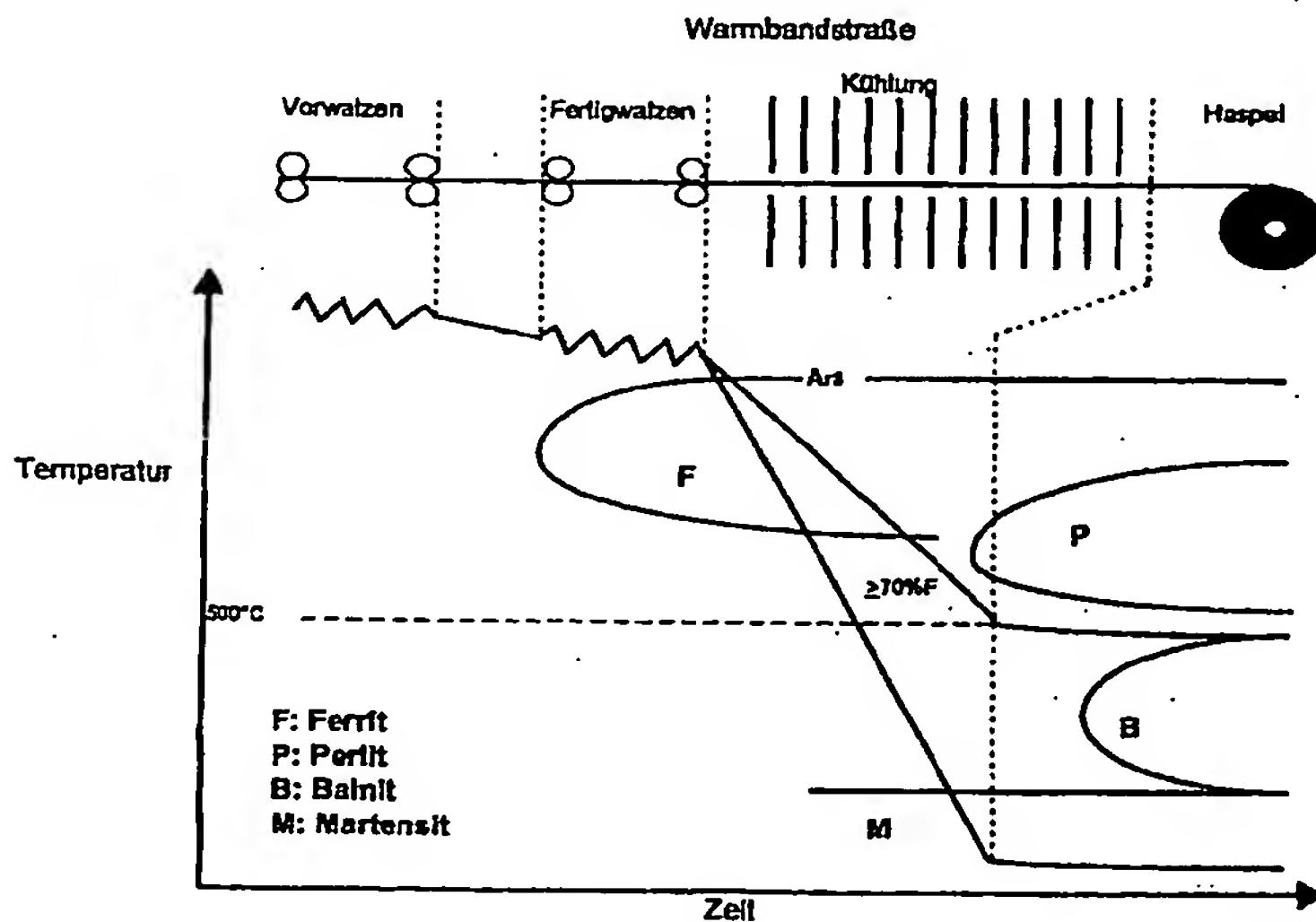


Fig. 2

EP 0 750 049 A1

Beschreibung

Die Erfindung betrifft einen ferritischen Stahl, ein Verfahren zur Herstellung dieses Stahls mit überwiegend polygonal-ferritischem Gefüge und einer oder mehreren kohlenstoffangereicherten Zweitphasen sowie eine bevorzugte Verwendung dieses Stahls. Der Stahl soll hohe Festigkeit und gute Umformbarkeit sowie verbesserte Oberflächenqualität nach einer Warmverformung in der letzten Erzeugungsstufe besitzen.

Bekannt sind Dualphasenstähle, die ein Gefüge, z. B. aus bis zu 80 Vol.-% aus polygonalem relativ weichen Ferrit und Rest aus kohlenstoffreichem Martensit haben. Die in kleinerer Menge vorliegende kohlenstoffreiche zweite Phase ist inselförmig in der voreutektoiden ferritischen Phase eingelagert. Ein derartiger Stahl hat gute mechanische Eigenschaften und günstige Kaltumformbarkeit.

Bekannte Stähle mit überwiegend polygonalem Ferrit im Gefüge sowie darin eingelagertem Martensit bestehen aus (in Masse-%) 0,03 bis 0,12 % C, bis 0,8 % Si und 0,8 bis 1,7 % Mn (DE 29 24 340 C2) oder 0,02 bis 0,2 % C, 0,05 bis 2,0 % Si, 0,5 bis 2 % Mn, 0,3 bis 1,5 % Cr sowie bis 1 % Cu, Ni und Mo (EP 0 072 867 B1). Beide Stähle sind aluminiumberuhigt und enthalten lösliche Restgehalte von weniger als 0,1 % Al. Silizium in diesen Stählen fördert die Ferritumwandlung. In Kombination mit Mangan und gegebenenfalls Chrom wird die Perlitbildung unterdrückt. Dadurch wird die ausreichende Anreicherung von Kohlenstoff in der zweiten Phase sichergestellt und die Bildung von polygonalem Ferrit im überwiegenden Verhältnis zur zweiten Phase erreicht. Diese bekannten Legierungen haben jedoch den Nachteil, daß sich beim Warmwalzen eine inhomogene Oberflächenstruktur ausbildet, die durch Zungen von rotem Zunder sichtbar wird. Nach dem Beizen verbleiben Unebenheiten auf der Oberfläche. Für viele Anwendungsfälle ist derartige Material nicht verkaufsfähig. Bisher ist es nicht gelungen, die Oberflächenqualität dieser warmgewalzten Stähle zu verbessern. Im übrigen besteht ein Bedarf nach Stählen, die sowohl hohe Festigkeit als auch gutes Kaltumformungsvermögen aufweisen. Diese Anforderungen können durch das Produkt aus Zugfestigkeit und Dehnung $R_m \cdot A_5$ charakterisiert werden. Dieses sollte über $16.000 \text{ N/mm}^2 \cdot \%$ sowohl in Walzlängs- als auch in Querrichtung liegen.

Daraus leitet sich die Aufgabe ab, einen Stahl mit überwiegend polygonalem ferritischem Gefüge zu entwickeln, der das hervorragende Spektrum der mechanischen Eigenschaften bekannter Stähle zumindestens in gleicher Größe aufweist, mit Zugfestigkeitswerten $R_m > 500 \text{ N/mm}^2$ und Dehnungswerten $A_5 > 16000/R_m$ in % ebenso gut kaltumformbar ist wie die bekannten Stähle, jedoch nach der Erzeugung durch Warmumformung in der letzten Erzeugnisstufe eine bessere Oberflächenstruktur aufweist als die bekannten Stähle.

Zur Lösung dieser Aufgabe wird ein Stahl mit (in Masse-%)

0,05 bis 0,3 % Kohlenstoff

0,8 bis 3,0 % Mangan

0,4 bis 2,5 % Aluminium

0,01 bis 0,2 % Silizium

weniger als 0,08 % Phosphor

weniger als 0,05 % Schwefel

Rest Eisen einschließlich unvermeidbarer Verunreinigungen

mit einem überwiegend aus polygonalem Ferrit und kleineren Anteilen an Martensit und/oder Bainit und/oder Restaustenit bestehenden Gefüge vorgeschlagen, der bei einem Kohlenstoffäquivalent ($C_{\text{äqu.}}$) von größer als 0,1 bis 0,325 mit

$$C_{\text{äqu.}} = \% C + 1/20 \% Mn + 1/20 \% Cr + 1/15 \% Mo$$

Aluminium in einer Menge von in Masse-%

$$Al \geq 7,6 \cdot C_{\text{äqu.}} - 0,36 \text{ enthält}$$

Die angestrebte Umwandlung zu Bainit oder Martensit in einer zuvor gebildeten Ferritmatrix bewirkt einen günstigen Eigenspannungszustand des Gefüges mit einem positiven Einfluß auf das Kaltumformvermögen. Gleichzeitig wird das Zugfestigkeitsniveau gegenüber einem ferritisch-perlitischen Gefüge, wie es in den bekannten warmgewalzten Baustählen (St 37 bis St 52) vorliegt, angehoben. Bei ähnlich guter Eignung wie bei den bekannten Baustählen für eine Direktverarbeitung zu geometrisch anspruchsvoll umgeformten Endprodukten, bietet die höhere Festigkeit die Möglichkeit zur Dickenreduktion und damit zur Gewichtseinsparung.

Ein solcher Stahl erreicht nicht nur das gute Festigkeitsniveau bekannter siliziumlegierter Dualphasenstähle sondern weist nach Abschluß der Warmumformung verbesserte Oberflächenqualität auf, wie sie z.B. für Radscheiben von Kraftfahrzeugen gefordert wird, die durch Kaltumformung des warmgewalzten Stahls erzeugt werden.

Zusätzlich können dem Stahl folgende weitere Elemente bis zu den angegebenen Mengen (in Masse-%) zulegiert werden:

bis 0,05 % Titan

bis 0,8 % Chrom

bis 0,5 % Molybdän

bis 0,8 % Kupfer

bis 0,5 % Nickel.

Ein derartiger anstelle von Silizium mit Aluminium legierter Stahl erreicht eine Bruchdehnung $A_5 > 34 \%$ bei einem Zugfestigkeitswert $R_m = 500 \text{ N/mm}^2$ und eine Bruchdehnung $A_5 > 24 \%$ bei einem Zugfestigkeitswert von 700 N/mm^2 , d.h. das Produkt $R_m \cdot A_5$ liegt sicher über $16.000 \text{ N/mm}^2 \cdot \%$ sowohl in Walzquerrichtung als auch in Walzlängsrichtung.

Kennzeichen des erfindungsgemäßen Stahls ist der gegenüber bekannten Stählen mit 0,4 - 2,5 % erheblich erhöhte Gehalt an Aluminium. Dafür wurde erfindungsgemäß der Gehalt an Silizium auf weniger als 0,2 % begrenzt.

Bekannte Stähle dieses Typs hatten dagegen meist Siliziumgehalte über 1 %. Die erfindungsgemäß mit Aluminium legierten Stähle weisen die erwünschte perlitfreie Zwei- oder Mehrphasen-Gefügestruktur auf und haben hervorragende Festigkeitseigenschaften. Vor allem ist die Oberflächenqualität des warmverformten Erzeugnisses wesentlich besser, als man dies von siliziumlegierten Stählen bisher kannte. Aluminium stellt bei einem Gehalt im Bereich von 0,4 bis 2,5 % eine umfangreiche Bildung von globularem Ferrit sicher. Die Perlitbildung wird gegenüber siliziumlegierten Stählen stärker verzögert und kann bei Einhaltung der beanspruchten Verfahrensparameter sicher vermieden werden.

Der Kohlenstoffgehalt liegt mit 0,05 bis 0,3 % in dem für gattungsgemäße Stähle üblichen Rahmen.

Mangan wird in einer Menge von 0,8 bis 3,0 % zugegeben, um die Perlitbildung zu vermeiden und um neben Kohlenstoff den Austenit anzureichern. Mangan wirkt mischkristallverfestigend und hebt das Festigkeitsniveau. Die Gehalte an Kohlenstoff und Mangan sind unter den Aspekten der Perlitvermeidung und Wirkung auf die Ferritbildung innerhalb des durch das Kohlenstoffäquivalent gesteckten Rahmens austauschbar. Das Kohlenstoffäquivalent wird ermittelt zu:

$$C_{\text{aqu.}} = \% C + 1/20 \% Mn + 1/20 \% Cr + 1/15 \% Mo$$

Höhere Kohlenstoffäquivalenzwerte als 0,1 % bedingen höhere Aluminiumgehalte. Der Schnittpunkt des Kohlenstoffäquivalenzwertes und des dazu passenden Aluminiumwertes soll erfindungsgemäß in dem schraffierten Bereich in der Fig. 1 liegen, um unter großtechnischen Produktionsbedingungen einen Ferritanteil über 70 % und Unterdrückung der Perlitbildung sicherzustellen. Der Kohlenstoffäquivalenzwert sollte zur Sicherstellung der Schweißbeignung auf max. 0,325 begrenzt werden.

Ein Zusatz von Titan bis 0,05 % sichert die Stickstoffabbindung und vermeidet die Ausbildung gestreckter Mangansulfide.

Chrom in einer Menge bis 0,8 % kann zur Verbesserung der Martensitanlaßbeständigkeit und zur Vermeidung von Perlitbildung zugesetzt werden.

Molybdän vergrößert in einer Menge bis 0,5 % die Spannbreite erfolgreicher Abkühlraten.

Kupfer und Nickel in einer Menge bis jeweils 0,5 % können zur Absenkung der Umwandlungstemperatur und zur Vermeidung von Perlit beitragen.

Zur Beeinflussung der Eiformung von Sulfiden ist eine Behandlung der Metallschmelze mit Kalzium-Silizium sinnvoll.

Die Warmwalzendtemperatur ET sollte im Bereich von

$$Ar3 - 50 \text{ } ^\circ\text{C} < ET < Ar3 + 100 \text{ } ^\circ\text{C}$$

liegen.

Die Ar3-Temperatur, die im Bereich von 750 bis 950 °C liegen soll, errechnet sich für Al-Gehalte bis 1 % zu

$$Ar3 [^\circ\text{C}] = 900 + 60 \% \text{ Al} - 60 \% \text{ Mn} - 300 \% \text{ C} \quad (\text{Gl.1})$$

Bei Aluminiumgehalten über 1 bis 2,5 % gilt:

$$Ar3 [^\circ\text{C}] = 900 + 100 \% \text{ Al} - 60 \% \text{ Mn} - 300 \% \text{ C} \quad (\text{Gl.2})$$

Beim Erzeugen von Warmband aus dem erfindungsgemäßen Stahl sind erhöhte Warmwalzendtemperaturen gegenüber bisher überwiegend nur bis 850 °C zulässig. Das Walzen bei höheren Walzendtemperaturen bewirkt einen positiven Einfluß auf das Warmbandprofil. Das Walzen kann mit geringeren Kräften erfolgen, und die Walzgeschwindigkeit kann erhöht werden. Ein Pendeln des Vorbandes zur Abkühlung vor der Fertigstafel kann entfallen. Insgesamt ergibt sich hieraus ein Produktivitätsgewinn.

Die Abkühlung von Warmwalzendtemperatur auf die zwischen Raumtemperatur und 500 °C liegende Haspeltemperatur erfolgt beschleunigt mit einer Abkühlungsgeschwindigkeit von 15 bis 70 K/s.

Bei der Abkühlung von Warmwalzendtemperatur kann man bei dem erfindungsgemäßen Verfahren im Bereich von $Ar3$ bis $Ar3 - 200 \text{ } ^\circ\text{C}$ durch Einlegen einer Kühlpause von 2 bis 30 s, in der die Abkühlrate unter 15 K/s liegt, die Ferritbildung weiter fördern.

Fig. 2 zeigt eine schematische Darstellung der Erzeugung von Warmband gekoppelt mit dem Abkühlungsverlauf des erfindungsgemäßen Stahls beim und nach dem Warmwalzen.

Daraus ist erkennbar, daß der unerwünschte Eintritt in das Perlitgebiet sicher vermieden werden kann, wenn die angegebenen Bedingungen für die Warmwalzendtemperatur, die Abkühlungsgeschwindigkeit und die Haspeltemperatur eingehalten werden.

Beispiel 1

Ein erfindungsgemäßer Stahl A mit den Werten nach Tabelle 1 wurde auf eine Endbanddicke von 3,7 mm warmgewalzt mit einer Warmwalzendtemperatur von 875 °C. Die Abkühlung von dieser Temperatur erfolgte mit 30 K/s auf die in Tabelle 2 angegebenen Haspeltemperaturen (HT). Die Eigenschaften dieses erfindungsgemäßen Stahls A wurden nach DIN EN 10002 an Flachzugproben ermittelt.

Die Werte für die Streckgrenze, Zugfestigkeit, Dehnung und das Streckgrenzenverhältnis für die Lagen längs und quer zur Walzrichtung sind in Tabelle 2 mitgeteilt.

Eine A-Probe wurde bei höherer Temperatur gehaspelt (HT = 685 °C). Diese war nicht perlittfrei und erreichte nicht die geforderten Eigenschaften.

Zum Vergleich wurde in Tabelle 2 auch die entsprechenden Festigkeitseigenschaften eines aus der DE 34 40 752 C2 bekannten Stahls B mit der Zusammensetzung nach Tabelle 1 eingetragen.

Für den erfindungsgemäßen Stahl A wurde die Haspeltemperatur zwischen 80 °C und 350 °C variiert. Die dafür jeweils ermittelten Festigkeitskennwerte machen deutlich, daß der erfindungsgemäße Stahl in dem gesamten Haspelbereich sehr gute Eigenschaften hat, die denen des bekannten siliziumlegierten Vergleichsstahls B mindestens entsprechen.

In Tabelle 2 sind auch die mechanischen Eigenschaften eines erfindungsgemäßen Stahls C der Zusammensetzung gemäß Tabelle 1 mitgeteilt. Die Ergebnisse wurden an einer Rundzugprobe von 4 mm Durchmesser ermittelt. Das Warmwalzen wurde durch einen Flachstauchversuch simuliert. Die Werte wurden in Längsrichtung (Materialflußrichtung) gemessen. Die Haspeltemperatur lag bei der ersten Probe bei 200 °C und bei der zweiten Probe bei 400 °C. Auch dieser Stahl hat das günstige mechanische Eigenschaftsspektrum; dazu aber noch bessere Oberflächenqualität als der Stahl B.

Die in Tabelle 2 mitgeteilten Ergebnisse machen deutlich, daß das Streckgrenzenverhältnis im gesamten Bereich der Haspeltemperatur unter 0,8 liegt.

Tabelle 1

(Chemische Zusammensetzung)									
Stahl	C %	Mn %	Si %	P %	Al %	Cr %	N %	S %	C _{Aqu}
A	0,076	1,45	0,053	0,019	1,23	0,35	0,002	<0,001	0,16
B*	0,090	0,38	0,71	0,013	0,025	0,62	0,006	0,009	0,14
C	0,090	1,51	0,03	<0,005	1,19	0,50	0,005	0,004	0,19
D	0,20	1,49	0,04	<0,005	1,99	0,02	0,005	0,004	0,27

*) Vergleichsstahl

Tabelle 2

Stahl	Lage zur Walzrichtg.	ET [°C]	HT [°C]	Rp0.2; Reh [N/mm²]	Rm [N/mm²]	A5 (%)	Rp0.2/Rm Reh/Rm	Rm · A5 N/mm² · %
A	L	860	80	372	639	30,3	0,58	19361,7
A	Q	860	80	405	642	27,3	0,63	17526,6
A	L	880	200	379	641	32,5	0,59	20832,5
A	Q	880	200	402	640	25,6	0,63	16384
A	L	880	280	320	588	36,3	0,54	21344,4
A	Q	880	280	395	592	28,4	0,67	16812,8
A	L	880	350	362	545	34,9	0,66	19020,5
A	Q	880	350	363	542	34,8	0,67	18861,6
A**	L	880	685	331	477	29,9	0,69	14262,3
A**	Q	880	685	376	497	34,7	0,76	17245,9
B*	L		200	368	579	28,5	0,64	16501,5
B*	Q		200	388	570	26,4	0,68	15048
C	L	910	400	380	506	37	0,48	18722
C	L	880	350	417	524	33	0,72	17292
D	L	910	350	447	569	35,5	0,79	20199,5
D	L	880	400	440	561	37	0,78	20757

Erklärung zu Tabelle 2

*)Vergleichsstahl

**) außerhalb des beanspruchten Bereichs (HT > 500 °C) Bestimmung der Eigenschaften nach DIN EN 10002 an Flachzugproben

HT: Haspeltemperatur

Rp0.2: 0,02 %-Dehngrenze

Rm: Zugfestigkeit

A5: Bruchdehnung

L: Längs /

Q: Quer

Patentansprüche

1. Ferritischer Stahl, mit (in Masse-%)

0,05 bis 0,3 % Kohlenstoff

0,8 bis 3,0 % Mangan

0,4 bis 2,5 % Aluminium

weniger als 0,2 % Silizium

weniger als 0,08 % Phosphor

weniger als 0,05 % Schwefel

Rest Eisen einschließlich unvermeidbarer

Verunreinigungen,

der bei einem Kohlenstoffäquivalent von größer als 0,1 bis 0,325 mit

$$C_{\text{äqu.}} = \% C + 1/20 \% Mn + 1/20 \% Cr + 1/15 \% Mo$$

Aluminium in einer Menge von

EP 0 750 049 A1

$Al \cong 7,6 \cdot C_{\text{aqu.}} - 0,36$ Masse-% enthält.

2. Verfahren zur Herstellung eines Stahls nach Anspruch 1 mit hoher Festigkeit, guter Kaltumformbarkeit und Oberflächenbeschaffenheit im warmgewalzten Zustand und guter Kaltwalzbarkeit mit einem überwiegend aus voreutektoidelem Ferrit und kleineren Anteilen an Martensit und/oder Bainit und/oder Restaustenit bestehenden Gefüge, der im Strang vergossen wird, mit einer Warmwalz-Anfangstemperatur von über 1000 °C und mit einer Warmwalz-Endtemperatur (ET) im Bereich von

$$Ar3 - 50 \text{ °C} < ET < Ar3 + 100 \text{ °C}$$

warmgewalzt wird, anschließend von der Warmwalz-Endtemperatur (ET) mit einer Geschwindigkeit von 15 bis 70 K/s auf die Haspeltemperatur im Bereich unter 500 °C abgekühlt und gehaspelt wird.

3. Verfahren nach Anspruch 2,
dadurch gekennzeichnet, daß der Stahl zusätzlich mit (in Masse-%)
- bis 0,05 % Titan
 - bis 0,8 % Chrom
 - bis 0,5 % Molybdän
 - bis 0,5 % Kupfer
 - bis 0,8 % Nickel
- einzelnen oder zu mehreren legiert wird.

4. Verfahren nach Anspruch 2,
dadurch gekennzeichnet, daß im Temperaturbereich zwischen $Ar3$ und $Ar3 - 200 \text{ °C}$ für die Dauer von 2 bis 30 s eine Kühlpause eingelegt wird, in der die Abkühlungsgeschwindigkeit kleiner als 15 K/s ist.

5. Verwendung eines Stahls nach Anspruch 1 als Werkstoff zur Herstellung von kaltumgeformten Radscheiben.

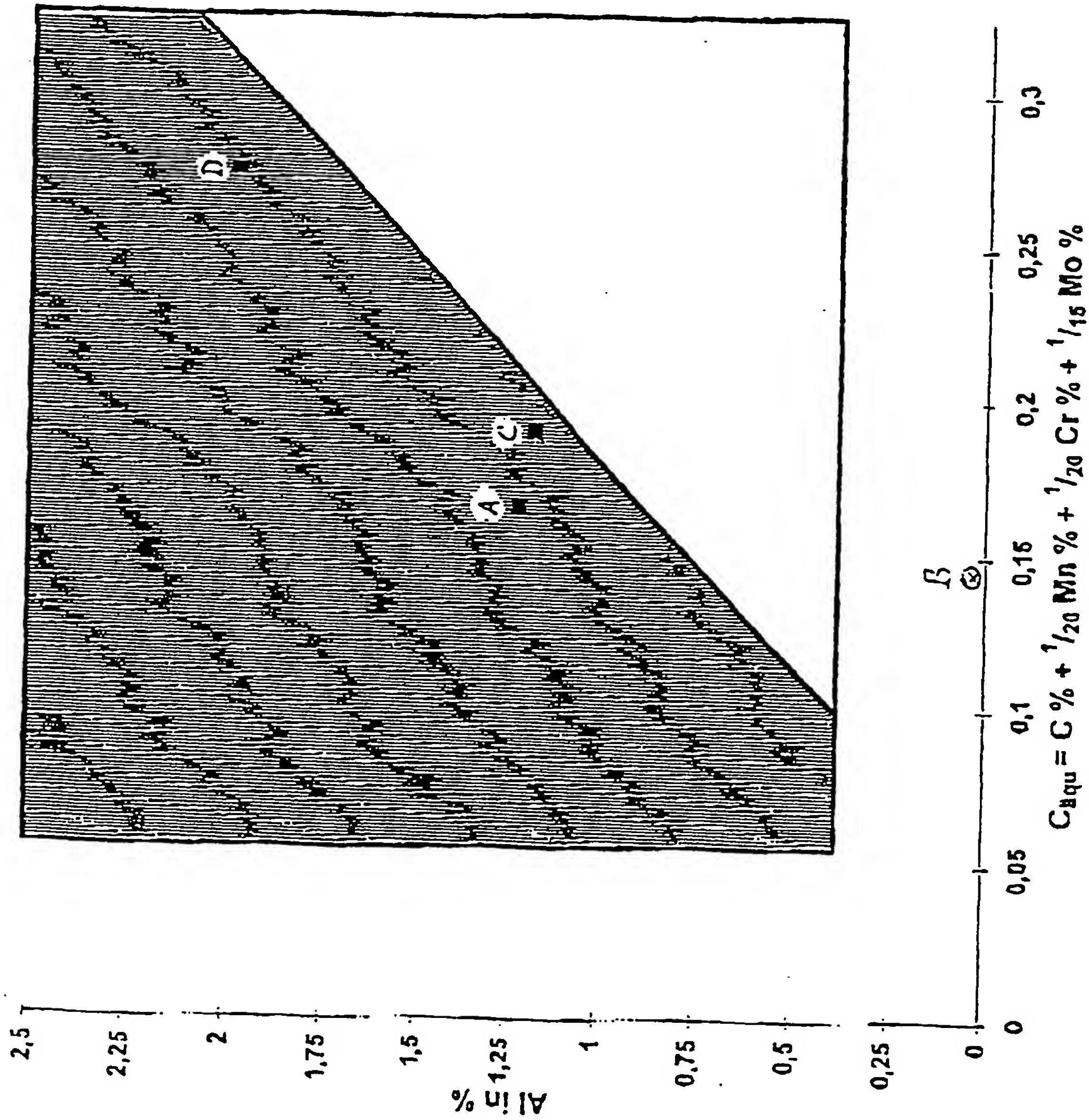


Fig. 1

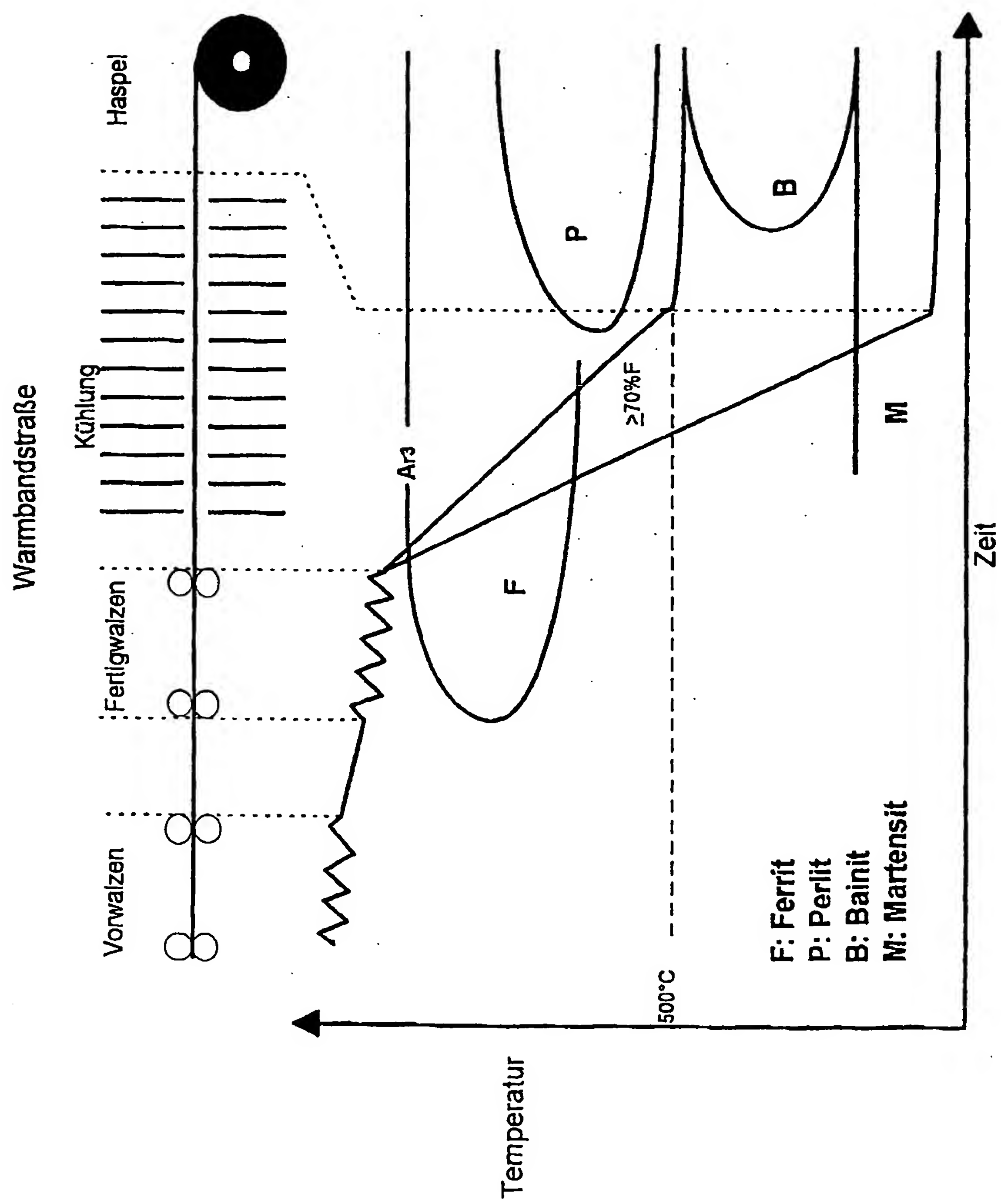


Fig. 2



Europäisches
Patentamt

EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

Nummer der Anmeldung
EP 96 10 7884

EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (Int.Cl.6)
X	PATENT ABSTRACTS OF JAPAN vol. 018, no. 668 (C-1289), 16.Dezember 1994 & JP-A-06 264183 (SUMITOMO METAL IND LTD), 20.September 1994, * Zusammenfassung *	1-3	C21D8/02 C22C38/06
X	PATENT ABSTRACTS OF JAPAN vol. 017, no. 373 (C-1083), 14.Juli 1993 & JP-A-05 059485 (SUMITOMO METAL IND LTD), 9.März 1993, * Zusammenfassung *	1-3	
X	BE-A-899 253 (P.M. GIELEN) * das ganze Dokument *	1	
A	FR-A-2 253 841 (CENTRO SPERIMENTALE METALLURGICO)		
A	US-A-4 316 753 (K. KANEKO ET AL)		
A	EP-A-0 586 704 (NIPPON STEEL)		
P,X	US-A-5 470 529 (S. NOMURA) * Ansprüche; Beispiele *	1,2	C21D C22C
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchemort DEN HAAG		Abschlußdatum der Recherche 11.Oktober 1996	
		Prüfer Mollet, G	
KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie A : technologischer Hintergrund O : mündliche Offenbarung P : Zwischenliteratur		T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze E : älteres Patentedokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist D : in der Anmeldung angeführtes Dokument L : aus andern Gründen angeführtes Dokument & : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument	

EPO FORM 1503 03.92 (P/MC03)

